

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**

Mg
J

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 08-144014

(43)Date of publication of application : 04.06.1996

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C22C 38/06

C22C 38/54

(21)Application number : 06-289643

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 24.11.1994

(72)Inventor : OCHI TATSURO
KAWACHI YUJI

(54) LONG LIFE INDUCTION HARDENED BEARING STEEL

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce a long life induction hardened bearing steel capable of manufacturing bearing parts excellent in rolling fatigue characteristics at a low cost by specifying a composition consisting of C, Si, Mn, S, Al, N, Mg, P, Ti, O, and Fe.

CONSTITUTION: This steel is a long life induction hardened bearing steel having a composition which consists of, by weight, 0.45-0.70% C, 0.05-1.70% Si, 0.35-2.0% Mn, 0.001-0.03% S, 0.010-0.07% Al, 0.003-0.015% N, 0.0005-0.0300% T.Mg and the balance iron with inevitable impurities, and further contains, if necessary, 0.05-1.20% Mo and further one or more kinds among 0.03-1.50% Cr, 0.10-2.00% Ni, 0.03-0.7% V, 0.005-0.3% Nb, and 0.0005-0.005% B and in which the contents of P, Ti, and T.O are limited to $\leq 0.025\%$, $\leq 0.0040\%$ and 0.0020%, respectively. This steel can be suitably used for bearing parts. Further, it is preferable that the ratio, by number, of contained oxides in this steel satisfies inequality [(the number of $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$) + (the number of MgO)] / (the number of all oxide inclusions) ≥ 0.80 .

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

18.09.2000

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2000 Japanese Patent Office

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平8-144014

(43)公開日 平成8年(1996)6月4日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 H			
38/06				
38/54				

審査請求 未請求 請求項の数5 O L (全 7 頁)

(21)出願番号 特願平6-289643

(22)出願日 平成6年(1994)11月24日

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 越智達朗

室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社室
蘭製鐵所内

(72)発明者 河内雄二

室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社室
蘭製鐵所内

(74)代理人 弁理士 本多 小平 (外3名)

(54)【発明の名称】 高寿命高周波焼入れ軸受鋼

(57)【要約】

【目的】 軸受部品が低コストで製造可能であり、且つ優れた転動疲労特性を得ることができる高周波焼入れ軸受鋼を提供しようとするものである。

【構成】 C:0.45~0.7%、Si:0.05~1.7%、Mn:0.35~2%、S:0.001~0.03%、Al:0.01~0.07%、N:0.003~0.015%、T.Mg:0.0005~0.03%を含有し、さらにまたはMo:0.05~1.2%を含有し、さらにまたは、特定量のCr, Ni, V, Nb, Bの1種又は2種以上を含有し、P:0.025%以下、Ti:0.004%以下、T.O:0.002%以下に制限し、さらにまたは鋼中に含有されるMg系酸化物の個数比が0.8以上である高寿命高周波焼入れ軸受鋼。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比として、

C:0.45~0.70%、
 Si:0.05~1.70%、
 Mn:0.35~2.0%、
 S:0.001~0.03%、
 Al:0.010~0.07%、
 N:0.003~0.015%、
 T.Mg:0.0005~0.0300%を含有し、
 P:0.025%以下、Ti:0.0040%以下、
 T.O:0.0020%以下、残部が鉄および不可避免的
 不純物からなることを特徴とする高寿命高周波焼入れ軸
 受鋼。

【請求項2】 重量比として、

C:0.45~0.70%、
 Si:0.05~1.70%、
 Mn:0.35~2.0%、
 Mo:0.05~1.20%、
 S:0.001~0.03%、
 Al:0.010~0.07%、
 N:0.003~0.015%、
 T.Mg:0.0005~0.0300%を含有し、
 P:0.025%以下、Ti:0.0040%以下、
 T.O:0.0020%以下、残部が鉄および不可避免的
 不純物からなることを特徴とする高寿命高周波焼入れ軸
 受鋼。

【請求項3】 重量比として、

C:0.45~0.70%、
 Si:0.05~1.70%、
 Mn:0.35~2.0%、
 S:0.001~0.03%、
 Al:0.010~0.07%、
 N:0.003~0.015%、
 T.Mg:0.0005~0.0300%を含有し、
 さらに、
 Cr:0.03~1.50%、
 Ni:0.10~2.00%、
 V:0.03~0.7%、
 Nb:0.005~0.3%、
 B:0.0005~0.005%、の1種または2種以
 上を含有し、
 P:0.025%以下、Ti:0.0040%以下、
 T.O:0.0020%以下、残部が鉄および不可避免的
 不純物からなることを特徴とする高寿命高周波焼入れ軸
 受鋼。

【請求項4】 重量比として、

C:0.45~0.70%、
 Si:0.05~1.70%、
 Mn:0.35~2.0%、
 Mo:0.05~1.20%、

2

S:0.001~0.03%、
 Al:0.010~0.07%、
 N:0.003~0.015%、
 T.Mg:0.0005~0.0300%を含有し、
 さらに、
 Cr:0.03~1.50%、
 Ni:0.10~2.00%、
 V:0.03~0.7%、
 Nb:0.005~0.3%、
 B:0.0005~0.005%、の1種または2種以
 上を含有し、
 P:0.025%以下、Ti:0.0040%以下、
 T.O:0.0020%以下、残部が鉄および不可避免的
 不純物からなることを特徴とする高寿命高周波焼入れ軸
 受鋼。

【請求項5】 鋼中に含有される酸化物が、個数比とし
 て次式を満足する請求項1, 2, 3, または4記載の高
 寿命高周波焼入れ軸受鋼。

(MgO・Al₂O₃ 個数+MgO個数)/全酸化物系
 介在物個数 \geq 0.80

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は高寿命高周波焼入れ軸受
 鋼にかかわり、さらに詳しくは、高周波焼入れ工程で製
 造され、高負荷下で使用される外輪、内輪、ころ等の軸
 受部品用として好適な鋼に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年の自動車エンジンの高出力化及び環
 境規制対応にともない、軸受部品においても転動疲労寿
 命向上の指向が強い。これに対して、これまで鋼の高清
 浄化による高寿命化が図られてきた。これは、軸受部品
 の転動疲労破壊は非金属介在物が起点となると考えられ
 ているためである。例えば、日本金属学会報第32巻第
 6号441頁から443頁には偏心炉底出鋼、RH真空
 脱ガス等の組み合わせにより、酸化物系介在物が低減し
 転動疲労寿命が向上することが示されている。しかしな
 がら、上記材の高寿命化では必ずしも十分ではなく、特
 に高負荷下で使用される場合等において、より一層の高
 寿命鋼の開発が強く望まれている。

【0003】一方、軸受部品は、通常高炭素クロム系軸
 受鋼の焼入れ焼戻し、または中炭素鋼の浸炭処理により
 製造されているが、低コスト化の指向が強い。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明の目的は、軸受
 部品が低コストで製造可能であり、且つ軸受部品におい
 て優れた転動疲労特性を得ることができる高周波焼入れ
 軸受鋼を提供しようとするものである。

【0005】

【問題点を解決するための手段】本発明者らは、軸受部
 品を低コストで製造するために、従来の高炭素クロム系

軸受鋼の焼入れ焼戻し、または中炭素鋼の浸炭処理に代わる工程として高周波焼入れに着目した。高周波焼入れ材は、表層に大きな圧縮残留応力が生成するために高寿命化にも有効である。さらに高負荷下でも優れた転動疲労特性を得ることができる高周波焼入れ軸受鋼を実現するために、鋭意検討を行い次の知見を得た。

【0006】(1) 高負荷下での転動疲労過程においては、転動疲労破壊は周囲に白色組織、炭化物組織を伴う非金属介在物が起点となる。これらの白色組織、炭化物組織は硬さの低下を伴っている。これらの白色組織、炭化物組織の生成は、非金属介在物の微細化により抑制される。

【0007】(2) 以上から、高寿命化のためには、非金属介在物の微細化(これには、①従来から言われているき裂発生のための応力集中低減と②今回新規発見の白色組織、炭化物組織生成抑制の二つの効果がある)、および転動疲労過程での非金属介在物の周辺の白色組織、炭化物組織生成の抑制、硬さ低下の防止がポイントである。

【0008】(3) 非金属介在物の微細化のためには、本発明者らが特願平5-202416にて提案したMgの適正量添加が有効である。この方法の基本は、Alを含有する実用炭素鋼にMgを添加し、酸化物組成を Al_2O_3 から $MgO \cdot Al_2O_3$ あるいは MgO に変換することにより、酸化物の凝集体を防止し、微細分散を図るものである。ここに、 $MgO \cdot Al_2O_3$ あるいは MgO は Al_2O_3 と比較し、溶鋼との接触における界面エネルギーが小さいために、凝集体しにくく、微細分散が達成される。非金属介在物の微細化には、上記のようにき裂発生のための応力集中低減と白色組織、炭化物組織生成抑制の二つの効果があり、Mg添加は高寿命化に大きな効果がある。

【0009】(4) 次に、白色組織、炭化物組織生成を抑制、硬さ低下を防止するためには、Si量増量が有効であり、さらにMo添加も有効である。

【0010】(5) 上記に加えて、さらにCr, Ni, V, Nb, Bを添加することにより、白色組織、炭化物組織生成抑制、硬さ低下防止の効果は大きくなる。

【0011】本発明は以上の新規なる知見にもとづいてなされたものであって、その要旨とするところは以下の通りである。

【0012】本発明の請求項1~4の発明は重量比として、C:0.45~0.70%、Si:0.05~1.70%、Mn:0.35~2.0%、S:0.001~0.03%、Al:0.010~0.07%、N:0.003~0.015%、T.Mg:0.0005~0.0300%を含有し、さらにまたは、Mo:0.05~1.20%を含有し、さらにまたは、Cr:0.03~1.50%、Ni:0.10~2.00%、V:0.03~0.7%、Nb:0.005~0.3%、B:0.

0.005~0.005%、の1種または2種以上を含有し、P:0.025%以下、Ti:0.0040%以下、T.O:0.0020%以下、残部が鉄および不可避免的な不純物からなることを特徴とする高寿命高周波焼入れ軸受鋼である。

【0013】本発明の請求項5の発明は、鋼中に含有される酸化物が、個数比として次式を満足する請求項1~4記載の高寿命高周波焼入れ軸受鋼である。

【0014】($MgO \cdot Al_2O_3$ 個数 + MgO 個数) / 全酸化物系介在物個数 ≥ 0.80

【0015】

【作用】以下に、本発明を詳細に説明する。

【0016】本発明の鋼の成分含有範囲を上記の如く限定した理由について説明する。

【0017】C:0.45~0.70%

Cは最終製品の軸受部品として必要な転動疲労強度と耐磨耗性を得るために有効な元素であるが、高周波焼入れ材の場合、0.45%未満ではその効果が不十分であり、また0.70%を超えると靱性が劣化しかえって強度の劣化を招くので、含有量を0.45~0.70%とした。

【0018】Si:0.05~1.70%

Siは脱酸元素としておよび転動疲労過程での白色組織、炭化物組織生成抑制、硬さ低下防止による最終製品の寿命を増加させることを目的として添加するが、0.05%未満ではその効果は不十分であり、一方、1.70%を超えるとこれらの効果は飽和しむしろ最終製品の靱性の劣化を招くので、その含有量を0.05~1.70%とした。

【0019】Mn:0.35~2.0%

Mnは高周波焼入れ性の向上を通じて、最終製品の寿命を増加させるのに有効な元素であるが、0.35%未満ではこの効果は不十分であり、一方、2.0%を超えるとこの効果は飽和しむしろ最終製品の靱性の劣化を招くので、その含有量を0.35~2.0%とした。

【0020】S:0.001~0.03%

Sは鋼中でMnSとして存在し、被削性の向上および組織の微細化に寄与するが、0.001%未満ではその効果は不十分である。一方、0.03%を超えるとその効果は飽和し、むしろ転動疲労特性の劣化を招く。以上の理由から、Sの含有量を0.001~0.03%とした。

【0021】Al:0.010~0.07%

Alは脱酸元素および結晶粒微細化元素として添加するが、0.010%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.07%を超えるとその効果は飽和し、むしろ靱性を劣化させるので、その含有量を0.010~0.07%とした。

【0022】N:0.003~0.015%

NはAlNの析出挙動を通じて、オーステナイト粒の微

5

細化に寄与するが、0.003%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.015%超では、その効果は飽和しむしろ靱性の劣化を招くので、その含有量をN: 0.003~0.015%とした。

【0023】T. Mg: 0.0005~0.0300% Mgは強脱酸元素であり、鋼中の Al_2O_3 と反応し、 Al_2O_3 のOを奪い、 $MgO \cdot Al_2O_3$ あるいは MgO を生成するために添加される。そのためには、 Al_2O_3 量即ちT. O重量%に応じて、一定量以上のMgを添加しなければ未反応の Al_2O_3 が残存してしまい好ましくない。この点に関して、実験を重ねた結果、Total Mg重量%を0.0005%以上とすることにより、未反応 Al_2O_3 の残存を回避し、酸化物を完全に $MgO \cdot Al_2O_3$ あるいは MgO にできることがわかった。しかし、Total Mg重量%を0.0300%を超えて添加すると、Mg炭化物、Mg硫化物の形成がおこり材質上好ましくない結果となった。以上より、Mg含有量を0.0005~0.0300%とした。なお、Total Mg含有量とは、鋼中のSoluble Mg含有量と酸化物を形成しているMg含有量及びその他のMg化合物(不可避免的に生成)を形成しているMg含有量の和である。

【0024】P: 0.025%以下

Pは鋼中で粒界偏析や中心偏析を起こし、最終製品の強度劣化の原因となる。特にPが0.025%を超えると強度の劣化が顕著となるため、0.025%を上限とした。

【0025】Ti: 0.0040%以下

Tiは硬質析出物TiNを生成し、これが白色組織、炭化物組織生成の引き金となり、つまり転動疲労破壊の起点となり、最終製品の転動寿命劣化の原因となる。特にTiが0.0040%を超えると寿命の劣化が顕著となるため、0.0040%を上限とした。

【0026】T. O: 0.0020%以下

本発明においてT. O含有量とは、鋼中の溶存酸素含有量と酸化物(主にアルミナ)を形成している酸素含有量の和であるが、T. O含有量は酸化物を形成している酸素含有量にほぼ一致する。従って、T. O含有量が高いほど改質すべき鋼中 Al_2O_3 が多いことになる。そこで、高周波焼入れ材について本発明の効果が期待できる限界T. O含有量について検討した。その結果、T. O含有量が0.0020重量%を超えると、 Al_2O_3 量が多くなりすぎ、Mgを添加しても、鋼中の Al_2O_3 全量を $MgO \cdot Al_2O_3$ あるいは MgO へ変換することができず、鋼材中にアルミナが残存することが判明した。それゆえ、本発明鋼においてはT. O含有量を0.0020重量%以下とする必要がある。

【0027】次に、請求項2の発明の鋼では、転動疲労過程での硬さ低下防止、白色組織・炭化物組織生成抑制を目的としてMoを含有させる。

6

【0028】Mo: 0.05~1.20%

Moは高周波焼入れ性の向上および転動疲労過程での白色組織、炭化物組織生成抑制による最終製品の寿命を増加させることを目的として添加するが、Mo: 0.05%未満ではこの効果は不十分であり、一方、Mo: 1.2%を超えるとこの効果は飽和しむしろ最終製品の靱性の劣化を招くので、その含有量をMo: 0.05~1.20%とした。

【0029】次に、請求項3、4の発明の鋼では、高周波焼入れ性の向上および転動疲労過程での硬さ低下防止、白色組織・炭化物組織生成抑制を目的としてCr, Ni, V, Nb, Bの1種または2種以上を含有させる。

【0030】Cr: 0.03~1.50%、Ni: 0.10~2.00%、V: 0.03~0.7%、Nb: 0.005~0.3%、B: 0.0005~0.005%

これらの元素はいずれも焼入れ性を向上し、転動過程での転位密度の低下を抑制することにより、または繰返し過程でセメントの生成を抑制することにより、繰返し軟化防止に有効である。この効果はCr: 0.03%未満、Ni: 0.10%未満、V: 0.03%未満、Nb: 0.005%未満、B: 0.0005%未満では不十分であり、一方Cr: 1.50%、Ni: 2.00%、V: 0.7%、Nb: 0.3%、B: 0.005%を超えるとこの効果は飽和しむしろ最終製品の靱性の劣化を招くので、その含有量を上記の範囲に限定した。

【0031】次に、請求項5の発明の鋼において、酸化物系介在物の個数割合を規定した理由を述べる。鋼の精錬工程では一部不可避免的な混入により本発明範囲外、即ち、 $MgO \cdot Al_2O_3$ 及び MgO 以外の酸化物系介在物が存在する。この量を個数割合で全体の20%未満とすることにより、酸化物系介在物の微細分散が高位安定化され、さらなる材質向上効果が認められたため、($MgO \cdot Al_2O_3$ 個数+ MgO 個数)/全酸化物系介在物個数 ≥ 0.8 と規定した。なお、 $MgO \cdot Al_2O_3$ 及び MgO 介在物の個数割合を本発明の規定の範囲内とするには、耐火物から混入する外来系の酸化物の混入を防止する等の方法が有効であるが、本発明では本要件に係わる製造条件は特に限定するものではない。

【0032】なお、本発明鋼の製造方法は特に限定するものではない。即ち、母溶鋼の溶製は高炉-転炉法あるいは電気炉法のいずれでもよい。また母溶鋼への成分添加も限定するものではなく、各添加成分含有金属あるいはその合金を母溶鋼に添加すればよく、添加方法も自然落下による添加法、不活性ガスにて吹込む方法、Mg源を充填した鉄製ワイヤーを溶鋼中に供給する方法等を自由に採用してよい。さらに母溶鋼から鋼塊を製造し、この鋼塊を圧延する方法も限定するものではない。

【0033】また、本発明では高周波焼入れ工程により製造される軸受部品用鋼を対象としているが、高周波焼入れ条件、焼戻しの有無、焼戻しを行う場合はその条件は、特に限定するものではない。

【0034】以下に、本発明の効果を実施例により、さらに具体的に示す。

【0035】

【実施例】高炉-転炉-連続鋳造法により表1に示す化学成分の鋳片を製造した。Mg添加は、転炉から排出された取鍋内溶鋼に、金属Mg粒及びFe-Si合金粒の混合物を充填した鉄製ワイヤーを供給する方法によった。

【0036】次に分塊圧延、棒鋼圧延して直径65mmφの丸棒を製造した。この鋼材の圧延方向断面の酸化物の個数比、大きさを測定した結果、表2に示すように本発明鋼はすべて適正範囲内にあった。本鋼材から転動疲労試験片を採取・作成し、周波数100kHz、硬化層深さ2~3mmの条件で高周波焼入れを行い、160℃で焼戻し処理を行った。転動疲労寿命の評価は、森式スラスト型転動疲労試験機（ヘルツ最大接触応力540kgf/mm²）および円筒型転動疲労試験片による点接触型転動疲労試験機（ヘルツ最大接触応力600kgf/mm²）を用いた。疲労寿命の尺度として、通常、「試験結果をワイブル確率紙にプロットして得られる累

積破損確率10%における疲労破壊までの応力繰返し数」がL₁₀寿命として用いられる。表2に比較例17のL₁₀寿命を1とした時の各鋼材のL₁₀寿命の相対値を示した。本発明鋼は比較従来鋼に比べて極めて良好な疲労特性が得られた。また、10⁸回転動疲労後の試験片について、白色帯組織および炭化物組織の有無を調べ、その結果を表2に併せて示した。

【0037】表2に示した通り、本発明鋼ではいずれも白色帯組織・炭化物組織の生成が抑制されている。これにより、本発明鋼は、従来鋼の比較例17に比べて森式スラスト型転動疲労試験で約6~11倍、および点接触型転動疲労試験で約6~15倍と極めて良好な疲労特性が得られた。特に、第5発明例では、従来鋼に比べて森式スラスト型転動疲労試験で約8倍以上、点接触型転動疲労試験で約9倍以上と転動寿命は極めて良好である。一方、比較例18はMg添加量が本発明の範囲を下回った場合であり、比較例19はMg添加量が本発明の範囲を上回った場合であり、比較例20はSi添加量が本発明の範囲を下回った場合であり、いずれも転動疲労特性は、比較例17に比べて森式スラスト型転動疲労試験および点接触型転動疲労試験ともに6倍未満であり、転動疲労特性は不十分である。

【0038】

【表1】

10

20

区分	No.	C	Si	Mn	S	A ₀	N	T. Mg	P	Ti	T. O	Mo	Cr	Ni	V	Nb	B	備考
本 発 明 鋼	1	0.48	0.36	1.51	0.003	0.023	0.006	0.0010	0.012	0.0012	0.0008	-	-	-	-	-	-	
	2	0.55	1.18	1.01	0.005	0.031	0.009	0.0033	0.009	0.0013	0.0009	-	-	-	-	-	-	
	3	0.63	0.12	0.65	0.008	0.016	0.012	0.0242	0.016	0.0016	0.0014	-	-	-	-	-	-	
	4	0.55	0.36	1.01	0.009	0.027	0.006	0.0030	0.012	0.0019	0.0008	0.12	-	-	-	-	-	
	5	0.51	1.02	0.43	0.004	0.019	0.006	0.0035	0.016	0.0015	0.0009	0.72	-	-	-	-	-	
	6	0.60	0.37	0.52	0.006	0.030	0.008	0.0025	0.014	0.0016	0.0007	0.50	-	-	-	-	-	
	7	0.55	0.25	1.36	0.004	0.025	0.006	0.0031	0.016	0.0013	0.0007	-	0.41	-	-	-	-	
	8	0.54	0.37	1.04	0.008	0.032	0.004	0.0030	0.013	0.0014	0.0008	-	-	-	-	0.0025	-	
	9	0.58	0.30	0.82	0.005	0.020	0.004	0.0030	0.009	0.0016	0.0007	-	-	-	0.13	-	-	
	10	0.66	1.42	0.78	0.005	0.025	0.006	0.0039	0.012	0.0014	0.0005	-	0.14	1.02	-	0.022	-	
	11	0.58	0.28	0.75	0.008	0.026	0.009	0.0027	0.017	0.0015	0.0006	0.23	0.34	-	-	-	-	
	12	0.54	0.38	0.97	0.006	0.029	0.004	0.0031	0.015	0.0016	0.0007	0.18	-	-	-	-	0.0023	
	13	0.60	0.39	0.89	0.006	0.025	0.005	0.0010	0.015	0.0014	0.0006	0.53	-	-	0.15	-	-	
	14	0.53	0.36	1.03	0.007	0.030	0.005	0.0062	0.016	0.0015	0.0006	0.26	-	0.57	-	0.030	-	
	15	0.57	1.14	0.62	0.005	0.024	0.006	0.0033	0.014	0.0014	0.0006	0.17	-	0.82	-	-	-	
	16	0.55	0.36	0.55	0.007	0.026	0.006	0.0030	0.009	0.0013	0.0007	0.27	0.41	0.30	0.10	-	0.0020	
比 較 鋼	17	0.53	0.26	0.83	0.006	0.025	0.009	-	0.015	0.0014	0.0007	-	-	-	-	-	-	Mg無添加
	18	0.59	0.36	0.75	0.006	0.026	0.007	0.0003	0.010	0.0016	0.0008	-	-	-	-	-	-	Mg下限以下
	19	0.58	0.37	0.81	0.005	0.031	0.007	0.0331	0.011	0.0012	0.0007	-	-	-	-	-	-	Mg上限以上
	20	0.53	0.03	0.78	0.006	0.024	0.006	0.0032	0.009	0.0013	0.0007	-	-	-	-	-	-	Si下限以下

1.1

1.2

区分	No.	酸化物		森式スラスト型軸動疲労試験		点接触型軸動疲労試験		備考
		サイズ μm	個数比	L_{10}	白色組織・炭化物組織の有無	L_{10}	白色組織・炭化物組織の有無	
本発明鋼	1	3~7	0.75	6.3	無	6.5	無	第1発明例
	2	2~7	0.91	7.8	〃	11.3	〃	第5発明例
	3	2~7	0.73	6.6	〃	6.1	〃	第1発明例
	4	3~7	0.76	8.7	〃	13.1	〃	第2発明例
	5	3~7	0.78	9.6	〃	13.4	〃	〃
	6	2~7	0.85	10.6	〃	14.9	〃	第5発明例
	7	2~7	0.73	7.2	〃	7.4	〃	第3発明例
	8	2~7	0.84	8.2	〃	9.1	〃	第5発明例
	9	3~8	0.76	6.8	〃	6.5	〃	第3発明例
	10	3~7	0.76	7.4	〃	7.0	〃	〃
	11	2~7	0.77	9.3	〃	10.1	〃	第4発明例
	12	2~7	0.86	10.0	〃	11.8	〃	第5発明例
	13	2~7	0.76	8.9	〃	13.5	〃	第4発明例
	14	3~7	0.73	8.6	〃	10.4	〃	〃
	15	2~7	0.89	9.7	〃	14.6	〃	第5発明例
	16	2~7	0.76	8.5	〃	10.7	〃	第4発明例
比較鋼	17	5~20	0	1	有	1	有	
	18	5~14	0.48	3.6	〃	3.9	〃	
	19	4~14	0.91	4.2	〃	4.8	〃	
	20	2~7	0.76	5.3	〃	5.1	〃	

注) 1. 酸化物サイズは 1mm^2 に存在する酸化物の円相当直径。

2. 酸化物の個数比: $(1\text{mm}^2 \text{ 当りの } \text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \text{ 個数} + \text{MgO 個数}) / 1\text{mm}^2 \text{ 当りの全酸化物系介在物個数}$

3. L_{10} : 比較例17の L_{10} を1とした時の相対値。

【0040】

【発明の効果】以上述べたごとく、本発明の高周波焼入れ軸受鋼を用いることにより、酸化物系介在物の微細化と転動疲労過程での白色組織、炭化物組織生成の抑制、*

* 硬さ低下防止が実現でき、軸受部品が低コストで製造可能であり、且つ軸受部品として高負荷下での転動疲労寿命が飛躍的に向上し得る軸受用鋼の提供が可能となり、産業上の効果は極めて顕著なるものがある。